

行政院國家科學委員會專題研究計畫 成果報告

俱弧形界面雙層鋁基複合材料之彎曲性質研究

計畫類別：個別型計畫

計畫編號：NSC91-2216-E-032-003-

執行期間：91年08月01日至92年07月31日

執行單位：淡江大學機械與機電工程學系

計畫主持人：林清彬

計畫參與人員：盧文彬 竺雨芬 周苡均

報告類型：精簡報告

處理方式：本計畫可公開查詢

中 華 民 國 92 年 9 月 26 日

行政院國家科學委員會補助專題研究計畫成果報告

俱弧形界面雙層鋁基複合材料之彎曲性質之研究

Bending Property of Bi-Material Composites

with Curve Interface

計畫編號：NSC 91-2216-E-032-003

執行期間：91 年 8 月 1 日至 92 年 7 月 31 日

計畫主持人：林清彬

計畫參與人員：盧文彬,竺雨芬,周苡均

執行單位：淡江大學機械與機電工程學系

Abstract

本研究利用鑄造熔接將 A359 鋁合金/5~20wt%碳化矽顆粒型複合材料與鋁 A359 合金，製成不同曲率界面之雙層複合材料，並探討其三點彎曲性質。由實驗結果與有限元素分析顯示，若複合材料在受力點，鋁合金在支點，可得到較佳的彎曲性質，其中最大彎曲荷重、最大撓度及破裂過程的亞臨界擴張時間係隨碳化矽顆粒含量及弧形界面曲率增加而上升，且破裂面於鋁合金與複合材料界面間有一轉換區域。

關鍵字：雙層複合材料；弧形界面；三點彎曲；破裂歷程；有限元素分析

Absract

In the present research, the A359Al/20wt%SiC_(p) composite material is diluted into materials with 5~15wt%SiC_(p), then, by using cast welding method, these diluted composites are jointed to A359 aluminum alloy to form bi-material composites with strong interfaces. Straight and three kinds of curved interfaces are made, and three points bending tests are performed. The results show that the bending property of bi-materials would be better when loads are applied to the composites and fulcrums are at aluminum alloy. Maximum bending loads and maximum deflections increase with bigger curvatures of curved interfaces and with higher SiC_(p) contents of composites. The curved interfaces of bi-materials help to disperse the location of high tensile stresses in aluminum alloy. This ability was strengthened by bigger curvatures of curved interfaces and higher SiC_(p) contents of composites, so it can extend the period of unstable crack propagation in the processes of fracture and increase maximum bending loads. When the interfaces disperse more tensile stresses in aluminum alloy, a translation zone between aluminum alloy and composites may be observed in morphology of fracture surface.

Keywords: Bi-material; curve interface; bending; fracture surface; finite element method

1. 導論

層狀複合材料係由兩層或數層不同材料，以特殊接合技術結合而成者，可依使用目的彈性選擇不同材料及其接合方式。

不同材料接合後形成的界面，顯著影響層狀複合材料的性質，包括界面是否有反應層產生？界面鍵結是否良好？受力時在界面是否會有滑移產生等。根據 Chiang 等人【1】雙層複合材料受應力作用後，其裂縫易沿界面孕核與成長。當材料之裂縫接近界面時，其應力強度(stress intensity)及能量釋放率(energy release rate)為裂紋到界面距離的函數，愈接近界面之材料缺陷，易造成應力集中【2】。根據 Gray 等人【3】當雙層材料的界面接合良好，接合件視為連續體時，使用有限元素法的分析結果與實驗數據比較，其兩者誤差縮小。層狀複合材料因浦松比差異或剪應力偶合(shear coupling)等問題，使層間應力梯度過大而發生剝離破壞(delamination)，尤以邊緣最易產生，大大降低層板的承載能力，因此若要解決層間破壞和剝離問題，必先了解層間應力的大小及分佈，此時有限元素法可提供有效的分析。而所謂良好的界面包括下列狀態：1.連續的，2.沒有雜質或孔洞產生的，3.包含原子鍵結層【4】。

顆粒型鋁基複合材料，係在鋁合金基材中加入強化相顆粒(如 SiC、Al₂O₃、ZrO₂ 等)或潤滑相顆粒(如 Gr、MoS₂ 等)，其比強度，比剛性及耐磨耗性較鋁合金基材優異。顆粒型鋁基複合材料與鋁合金疊合之層狀複合材料，其界面接合方法包括：(1)膠合法(adhesive bonding)【5-6】，(2)輥軋鍵結方法(roll bonding)【7】，(3)爆炸接合法(explosive bonding)【8-11】，(4)擴散接合法(diffusion bonding)【12-17】，(5)旋轉摩擦接合法(spin friction welding)【18】，(6)超音波接合法(ultrasonic welding)【19】等。

對層狀複合材料性質而言，楊氏係數是一重要參數。若各層的材料中俱非等向性，在計算分析上會產生困難，但若直接以材料之彎曲性質求得楊氏係數，係一種較方便的方法，因為彎曲試驗求得之複合材料為整體性質，因此不需考慮各層材料各別的性質【13】。根據 Benabdi 等人【20】可利用三點彎曲試驗求出不同黏合層厚度的楊氏係數後，再由公式反求出黏合層的楊氏係數。一般而言，利用 Euler-Bernoulli 樑理論【21】可準確又容易求出樑之彎曲性質，但由於此理論係假設樑受力變形時，斷面仍保持平面且變形前後斷面皆垂直中立面，因此當分析雙層材料及較大變形的樑時，會產生較大的誤差，故可用有限元素法來協助彌補上述的缺點，如考慮樑的大變形及任意的複雜形狀。根據 Chiang 等人【22】對含碳化矽纖維的鈦合金複合材料作疲勞破壞分析，藉由有限元素法來分析強化相與母材周圍的應力，有助於了解材料中應力場的分佈及判斷複合材料的破壞起始點。根據 Du 等人【23】利用有限元素法可模擬含 50vol% 氧化鋁纖維鋁基複合材料的強度。

對層狀複合材料的界面破壞分析大抵以直線界面為多，較少文獻探討俱弧形界面層狀複合材料之彎曲性質，因此本研究乃提出一種俱弧形界面鋁合金與顆粒型鋁基複合材料雙層材料的製造方法，並探討不同強化相顆粒含量及界面曲率對彎曲性質的影響，藉由掃描式電子顯微鏡觀察其

界面及破斷面型態，及使用有限元素法分析雙層複合材料之應力及應變分佈。

2. 實驗步驟

2.1 材料製備

使用 A359 鋁合金 (9%Si、0.05%Mn、0.1%Cu、0.12%Fe、0.6%Mg、0.05%Zn、0.2%Ti) 當母材，不規則形狀 α phase SiC 顆粒，平均粒度 15 μ m 當強化相。使用先前之熔煉鑄造技術【24】製得 A359 鋁合金/5wt%，10wt%，15wt% 及 20wt% SiC_(p) 複合材料。雙層材料製備首先將模具以直線板及不同曲率弧形板置於 580°C 預熱爐中給予預熱，接著將 700°C 鋁熔湯進行除氣除渣後，給予澆鑄於壓板之弧形上方並給予空冷，待鋁熔湯成半熔融狀時 (45% liquid)，將複合材料熔湯澆鑄至壓板弧形下方，澆鑄後緩緩抽出弧形壓板，使用此種鑄造熔接 (cast welding) 方法，最後製得界面為直線及曲率為 46mm, 60mm, 115mm 之雙層複合材料。雙層複合材料給予時效硬化處理之條件如下：將試片置於 538 \pm 3°C 空氣爐中恆溫 10 小時後，淬火於 80°C 熱水中，接著置於 154 \pm 3°C 之空氣爐中時效 10 小時，最後空冷至室溫。金相試片使用 100 號至 1200 號碳化矽砂紙研磨，再利用 0.3 μ m 氧化鋁顆粒懸浮液作拋光，拋光後之試片置於 OPTIPHOT-100 NiKon 光學顯微鏡 (optical microscope; OM) 觀察碳化矽顆粒在鋁合金基地及在界面的分佈狀態。

2.2 三點彎曲測試

使用三點彎曲試驗機，在支距 24mm 下，於常溫及夾頭壓縮速率 1mm/mim 量取彎曲性質 (bending property)，每一數據至少取三個數據求其平均值。彎曲性質包括最大正向應力，最大剪應力，撓度，破壞係數。為了探究界面曲率對彎曲性質之影響，本實驗設計了八組彎曲試片 (E1, E2, E3, E4, E5, E6, E7, E8) 見圖 1，而其中複合材料中之碳化矽顆粒含量分別為 5wt%、10wt%、15wt% 及 20wt%。為了避免彎曲試驗時，因試片表面的缺陷產生的應力集中，而影響彎曲性質之準確性，試片下表面 (受拉力面) 均經過 0.05 μ m Al₂O₃ 懸浮液拋光處理。

於彎曲實驗過程中，架設數位攝影機 (Nikon F5) 拍攝試片之彎曲歷程，藉以觀察試片彎曲及破壞過程 (fracture history)。彎曲試片破斷面上鍍金 30 秒後置於 LEO-1530 掃描式電子顯微鏡 (scanning electron microscope) 下進行破裂面型態之觀察。

2.3 有限元素分析

有限元素法係利用 ANSYS 5.5 版之軟體，根據複合材料的受力情形以軸對稱的方式進行分析。有限元素網格 (mesh) 建立係以四邊形 4 節點 (node) 之 shell-63 及 shell-181 元素 (element)，藉此分析彎曲試片於塑性之應力分佈情形。

3. 結果與討論

3.1 顆粒在基地及界面的分佈

碳化矽顆粒在 A359 鋁合金基地的分佈均勻性係隨碳化矽顆粒含量增加而上升見圖 2，其原因係由於鋁合金熔湯在凝固過程，會有樹枝狀晶 (dendrite) 產生，當碳化矽顆粒含量增加，會有效阻礙樹枝狀晶的成長，進而讓碳化矽顆粒較不易被推擠到樹枝狀臂晶之間，造成顆粒聚集現象，使得 SiC 顆粒在基地較均勻分佈。

圖 3 與圖 4 分別為 A359 鋁合金/ A359Al/20wt% 5wt%SiC_(p) 俱直線與三種弧形界面之彎曲試片，由圖中看出鋁合金與複合材料之界面明顯性隨碳化矽顆粒含量增加而上升，其原因係當碳化矽顆粒含量較少時，顆粒在基地分佈不均的現象更為顯著，因而造成界面較難以辨識。

由雙層彎曲試片界面明顯看出：(1) 界面間並無孔洞及雜質產生；(2) 基地金屬的樹枝狀結構在界面上並無中斷現象發生，亦即界面間金屬基地呈連續狀態；(3) 5wt% 碳化矽顆粒含量在界面有擴散情形發生，亦即碳化矽顆粒會越過界面到鋁合金基地。為了探討雙層複合材料的彎曲性質，首先要決定雙層彎曲試片的中性面，由於本實驗所使用的彎曲試片並非細長樑 (long and thin beam)，且雙層彎曲試片受彎矩後斷面難以保持平面及變形後前後斷面皆垂直中性面，故不適用於以 Euler-Bernoulli 樑理論為主的變換剖面法 (transformed-section method)【21】，但若只考慮試片的受力點，即 FEM 分析時的對稱軸上的中性面，由於此對稱軸在受彎矩後不會變形，因此可以變換剖面法求得中性面。

3.2 彎曲性質

對 E6、E7 及 E8 系統的最大破壞荷重見表 1，對相同界面曲率而言，最大破壞荷重係隨碳化矽顆粒含量增加與界面曲率增加而漸增，且當碳化矽顆粒含量愈多 (20wt%) 時，最大破壞荷重的增加量較碳化矽顆粒含量較少 (5wt%) 時明顯。這是因為當強化相含量變少時，降低了界面對試片的影響。其中 E8 (R1) 系統之最大破壞荷重為三組材料系統中最大者，其原因如下：1. 當彎曲試片受壓力時，由於高剛性的複合材料較底層鋁合金在受力時，可吸收較大的能量，隨著弧形界面曲率的增加，複合材料在試片中所佔的體積比亦相對增加，因此相對於曲率小的界面，有較多的複合材料而可吸收更多的能量；2. 進行三點彎曲時，在完全受應力樑 (fully stressed beam)，中心會受到最大的力矩而向後端點方向漸減，因為在受力愈大的部位，可用較多的強化相來強化試片，使其吸收更多的能量來承受較大的荷重；3. 試片在受力時，界面間因兩種材料之楊氏係數不同而產生剪應力，隨著弧形界面曲率的改變，剪應力的方向也隨之改變。當弧形界面曲率增加時，會造成界面剪應力往試片兩邊的分量減少，且曲率愈大時，剪應力減少的量亦愈大，因此可延遲試片下方受拉力而破壞的時間。E4 與 E6 的最大破壞荷重係隨著碳化矽顆粒含量增加而上升，且 E6 試片所能承受之最大破壞荷重均大於 E4 試片，其原因係由於三點彎曲試驗時，試片中央承受較大的彎矩，因此中央部份的複合材料比例對試片的影響較大，而較多複合材料之 E6，其界面的弧形有降低界面間剪應力往試片兩邊的效果，因此使試片俱較大破壞荷重。對 E3 及 E5 試片而言，由於試片下方的複合材料在受拉力過程中，易因應力集中而導致破壞，故難有較大的承載能力。因此，當雙層彎曲試片的受拉力部份以鋁合金取代複合材料時，不但能提高試片的荷重能力，亦能提供較大的缺陷容許能力，而使試片有較佳之性能。

此外，當碳化矽顆粒含量為 5wt% 時，E3 試片之最大破壞荷重較 E4 試片大，這是由於強化相顆粒含量較少時，顆粒聚集且分佈不均的現象較嚴重，且三點彎曲試驗由於試片在不同位置有不同的受力情況，而影響試片的實驗結果。當碳化矽顆粒含量較多時，顆粒分佈情況有所改善，故實驗結果亦較一致。

對 E6、E7 及 E8 三種弧形界面之最大撓度係隨碳化矽顆粒含量增加而增加，值得一提的是

E6 試片與 E7 試片的最大撓度增加較不明顯，而 E8 試片的最大撓度明顯大於 E6 與 E7 試片，亦即當弧形界面曲率半徑增加時，對撓度影響較小，但當界面曲率半徑變小時，會有較多部份在試片的受拉力區域時，會分散試片往二邊的拉力，延遲試片的破壞而增加了試片的撓度。E6 變為 E8 時，界面長度的增加較 E7 變為 E6 為大，且 E6 試片變為 E8 試片時，會有較長的界面位於試片的受拉力區域，因此減少了界面剪應力往試片兩邊的分量，對延遲試片的破壞有較佳的效果，使得試片有較大的撓度。對 E4 與 E6 而言，最大撓度隨顆粒含量的增加變化較小。對 E3 與 E5 而言，當鋁合金在試片下方受拉力時，會有較大的撓度；當複合材料於試片下方受拉力時，撓度無明顯的變化，即顆粒的含量與界面曲率對彎曲試片的撓度並無明顯的影響。由上述知當弧形界面位於彎曲試片的中性軸附近時，界面的形狀對試片的撓度影響並不明顯。但當較大區域弧形界面在彎曲試片下方受拉力時，能使試片有較佳的最大撓度。對鋁合金與複合材料相同體積比試片之最大撓度，若鋁合金在試片下方受拉力時，最大撓度係隨碳化矽顆粒含量增加而漸增，相反地若複合材料層在試片下方時，則無此種趨勢。

雙層複合材料的破壞係數係隨顆粒含量的增加而漸增，且隨著弧形界面往試片底部移動，破壞係數亦漸增。值得一提的是，當碳化矽顆粒含量愈多時，界面的改變造成的破壞係數改變量亦愈大，其中 20wt% 俱 R2 弧形界面的彎曲試片俱最大之破壞係數。對 E4 與 E6 試片而言，除對碳化矽顆粒含量為 5wt% 外，E6 試片俱有較大之破壞係數，即俱弧形界面之試片有較大之破壞係數。對 E3 與 E5 試片而言，當碳化矽顆粒含量超過 10wt% 後，破壞係數係隨碳化矽顆粒的增加而增加，但 5wt% 試片卻較 10wt% 試片的破壞係數大。此外，E3 試片相較於 E5 試片的破壞係數，在各種碳化矽顆粒含量下，並無明顯差別。由於彎曲試片中性面 (neutral surface) 下方所承受的是拉伸狀態，因此當試片下方為脆性的材料時，易產生裂縫而無法產生補強的作用，且上層延性材料較易變形之特性會加大下層材料之裂縫成長；而當中性面下方為延性材料時，對試片有補強作用且中性面上方脆性材料的抗壓特性可吸收較多施加於界面的能量，防止下層材料變形，使裂縫破壞延遲發生。

E6、E7 及 E8 雙層複合材料而言，最大剪應力係隨碳化矽顆粒含量增加而漸增，且隨弧形界面往試片底部移動，最大剪應力亦漸增。當碳化矽顆粒含量愈多時，界面的改變造成的最大剪應力改變量亦愈大。由於剪應力正比於試片荷重，當試片所能承受之最大荷重增加時，其內部剪應力亦隨之增加。由於剪應力垂直於標剖面，造成雙層複合材料界面破壞的主因，而經由弧形界面分散其剪應力後，能避免試片產生脫層破壞。對 E4 與 E6 試片而言，E6 試片俱較大之剪應力，但經由弧形界面分散其剪應力後，脫層破壞亦不易發生。對 E3 與 E5 試片而言，剪應力變化趨勢並不明顯，由於複合材料層受拉伸應力時，易形成裂縫導致破壞，因此所能承受負荷較小，對剪應力造成的影響也小。

3.3 破裂機構

(一)鋁合金層位於拉伸應力處 (E7、E4、E6 及 E8) 其三點彎曲破裂歷程分成四個階段進行，說明如下：第一階段：俱弧形界面彎曲試片承受彎矩直到彈性限前，此階段鋁合金與複合材料均處於彈性變形狀態，此時複合材料承受了大部分彎曲過程的能量，少部分的能量藉由連續界面的剪應力傳遞至鋁合金，如圖 5 (a) 及圖 6 (a)。

第二階段：當負荷逐漸增大，由界面傳遞至鋁合金層之應力亦漸漸增加，當鋁合金所承受之拉伸應力超過其彈性限後，開始產生塑性變形、頸縮及裂縫。由於 E7 系統所含複合材料的體積比較少，因此所承受或吸收的能量較少，因而使應力大部份傳遞到鋁合金，故較其他系統先產生裂縫如圖 5 (b)。反之複合材料體積比較大的 E4 及 E6 試片下方的鋁合金由於吸收能量較多，故承受較大應力後才會使其下方鋁合金有裂縫產生如圖 6 (b)，其下方鋁合金裂縫產生的順序為 E7 (58 秒)、E4 (60 秒)、E6 (65 秒) 及 E8 (85 秒)。

第三階段：下方鋁合金開始起裂時，由於裂縫尖端金屬的塑性變形及破裂韌性增大，使其擴展阻力增加，當負荷繼續增大時，裂縫才會繼續擴大，此為亞臨界擴展 (stable crack propagation)。由於 E7 試片的受拉力區域無弧形界面可分散往兩邊拉伸的應力，故應力集中於試片中央下方的小部份區域，由於塑性區金屬的塑性變形，而使裂縫擴張的更大如圖 5 (c)。

E4 試片由於無弧形界面以分散往兩邊延伸之拉伸應力，故應力集中的趨勢較 E6 試片嚴重，因此裂縫的成長亦較 E6 試片快速如圖 6 (c)。E6 試片因有弧形界面分散應力而減緩應力應變集中的現象，故裂縫擴展較小。

E8 試片下方受拉伸應力區域有較大的弧形界面及較大的斜率，可分散較多往兩邊的拉伸應力，較不會有應力集中的現象，裂縫較不易因塑性變形而張大，致使失穩擴散延遲發生且裂縫長大亦較不明顯。

第四階段：當負荷繼續加重，裂縫頂端的應力強度 (stress intensity) 不斷加大，裂縫擴展阻力漸趨飽和，到達某一臨界值後，裂縫擴展的動力開始超過裂縫擴展的阻力，這時裂縫的擴展將自動進行而失去控制而使試片很快產生較大的裂口或斷裂，此種裂縫擴展形態稱失穩擴展 (unstable crack propagation)。E7 試片由於複合材料最少，故其產生失穩擴展而斷裂之負荷亦最小如圖 5 (d)，其次是 E4 試片如圖 6 (d)。雖然 E4 試片有較 E6 試片多的複合材料，但在試片受壓力處兩試片之複合材料有相同的量，由於試片受三點彎曲試驗時，試片受壓力處承受最大彎矩且向兩旁遞減，故受壓力處之複合材料有較大效用，且 E6 試片有弧形界面分散應力而減緩應力集中可延遲試片彎曲斷裂。

隨著負荷的增加，E8 試片裂縫成長至近複合材料界面處，當裂縫頂端與碳化矽顆粒之間的金屬產生局部頸縮時，裂縫即開始向前快速成長而產生失穩擴展使試片斷裂。

(二)碳化矽複合材料位於拉伸應力處 (E3 及 E5) 其三點彎曲破裂歷程分成二個階段進行，說明如下：

第一階段：彎曲試片承受彎矩直到彈性限之前，鋁合金與複合材料均維持彈性變形此階段狀態，此階段複合材料承受了大部分的能量。

第二階段：當複合材料承受應力到達其破壞應力時，裂縫產生，由於複合材料質脆，在裂縫的尖端不易產生塑性變形，使裂縫曲率因而變小，故無法阻止裂縫成長使得失穩擴張快速產生，於是裂縫快速成長至斷裂。

20wt% 碳化矽複合材料之彎曲破壞歷程，由圖中可看出，試片在破裂後會以極快的速度彈開，以致攝影機無法捕捉到試片整個破裂的過程，此係因彎曲試片由於承受較大的荷重，吸收了較多的能量，因此當裂縫產生後，試片會以較快的速度釋放彎曲試驗過程中所吸收的能量。值得注意的是 E8 試片在裂縫產生後依然可維持較長時間的亞臨界擴展而使破壞延遲發生。

20wt% 碳化矽複合材料位於拉伸應力處之彎曲破壞歷程，由圖中可看出試片在破裂後並不會彈開，這是因為鋁合金俱較大之破裂韌性，可降低試片裂縫的成長速度。

3.4 有限元素法分析

複合材料之應力分佈情形係以 ANSYS 之 00 模組作分析，於分析前依據材料的受力情形，選擇邊界條件並作下列的假設：複合材料因軸對稱可選擇二分之一之區域作分析。對 A359 鋁合金所選擇的網格為 Shell 4-node-181，此元素為四邊形四節點的塑性網格。而對碳化矽顆粒型複合材料所選擇的網格為 Shell 4-node-63，此元素為四邊形四節點的彈性網格。複合材料與鋁合金之間的鍵結為連續且完美的。複合材料的 FEM 模組示意圖如圖 9，網格的編長為 1mm，經分割後 E4 的網格為 1245 個，E6 的網格為 1203 個，E7 的網格為 1101 個，E8 的網格為 1310 個分別見圖 7 (a) (d)。當試片受力後，A 點有相同應力時，繪出各試片中鋁合金層承受應力大於降伏應力之 node。由圖看出 E8 試片下方有較大的塑性區域且漸均勻分散於界面兩側，這是因為受拉伸應力區域的弧形界面，產生了向試片上方的分力，使塑性區域往上方轉移。而 E6 試片下方的塑性區域，雖然有往界面兩側形成，但可明顯看出其延伸的區域較少，反而分佈多於鋁合金層，這是由於 E6 試片的弧形界面於試片的拉伸區較少，對應力的影響也小。對 E7 試片來說，其塑性區集中於試片下方且呈似三角形分佈，這是由於界面已不在試片的受拉力區，因此對塑性區無法產生影響，故其塑性區集中於試片下方，類似於純鋁合金試片的分佈情況而無法分散拉伸應力的作用。由上述說明可看出弧形界面俱有分散應力的效果。對 E4 與 E6 試片而言，其塑性區的分佈差異並不大，只有在 E6 的弧形界面有較大的塑性區產生，故對試片承受負荷的能力只有較少的提昇。

隨著碳化矽顆粒含量的減少，複合材料與鋁合金的機械性質差異亦漸漸變小，此時複合材料層對鋁合金層的拉力亦變小，故界面間的剪應力無法傳遞較大的應力給鋁合金。因此，接近界面的鋁合金之塑性區域會漸漸變小見圖 8。因此可發現 E4 與 E6 試片的塑性區分佈漸漸接近三角形，而 E8 試片由於較長界面於試片受拉力區，故碳化矽顆粒較少時，對試片的影響程度仍較 E4 及 E6 試片大。此外，E7 試片之塑性區域不隨碳化矽顆粒含量有太大的變化，這是由於其界面距試片的受拉力區域較遠，因此在彎曲試驗的過程中對試片的拉伸應力影響較小。

由先前討論可知，當彎曲試片的複合材料在受力點且鋁合金在支點處時，隨著複合材料的碳化矽顆粒含量增加，在鋁合金的塑性區域越大，且隨著弧形界面曲率的增加，其塑性區域的改變量越大。當碳化矽顆粒的含量增加時，試片受力由後由複合材料所承受的能量增加，使試片能承受較大的荷重，且鋁合金塑性區的加大使應力較為分散，在相同撓度時，在鋁合金下方的 A 點處產生較小的應力，使得碳化矽顆粒含量較多的試片可承受較大的撓度，且應力的分散亦使裂縫產生後，再成長時應力較不集中於裂縫尖端而減慢了裂縫成長的速度，使試片在破壞過程中有較長的亞臨界擴張時間，可承受的荷重及撓度又隨之增加。

弧形界面的曲率增加後，鋁合金的塑性區增加更為明顯，甚至造成塑性區形狀的改變，這使得 E8 試片有更好的荷重及撓度的承受能力，當碳化矽顆粒含量為 20wt% 時，E8 試片在破壞過程中有最長的亞臨界擴張時間，而此時相同碳化矽顆粒含量的其他試片的亞臨界擴張時間反而縮短了，可見此時弧形界面有最大的分散應力效果存在。

3.5 破裂型態觀察

當碳化矽含量 20wt% 時，E3 與 E4 的破裂面見圖 9 (a) — (b)：(1) 雙層複合材料破裂面的界面呈不規則曲線，這是因為試片在鑄造熔接的過程中，顆粒產生擴散而穿透界面及複合材料與鋁合金的基材係連續沿伸所導致的現象，因此以微觀而言，界面非一陡峭面 (sharp front)；(2) 在鋁合金的脆性破壞 (brittle fracture) 破裂面較 E1 不明顯，這是因為複合材料吸收了部份破裂的能量所致；(3) 複合材料的破裂面型態為圓塊狀的破斷區域，此係因複合材料有顆粒分佈，當其受力後產生裂縫時，其破裂路徑易沿著碳化矽顆粒與鋁合金的界面成長，在碳化矽顆粒含量多時，裂縫的路徑會較長且複雜，且同時會產生不止一條的裂縫，而當有一些裂縫進行串連時，此裂縫便快速成長，能量便由此釋放至試片破壞，而其餘的裂縫沒有足夠的能量，即停止成長，而使複合材料有圓塊破斷面型態出現。(4) 碳化矽顆粒有裸露的現象，這是因為裂縫沿著顆粒與鋁合金基地的界面成長破壞，使顆粒有被拉出 (pull out) 的現象；(5) 由於複合材料的顆粒會阻礙裂縫進行，因此裂縫在界面的穿透性會較差而造成破斷面型態有較大的高低差產生。對 E4 而言，E3 在鋁合金層的脆性破裂面區域較大，這是由於複合材料較鋁合金而言，有較小的破裂韌性，因此裂縫在複合材料層成長的速度較快，故複合材料在 E3 試片下層的裂縫成長至鋁合金層時速度也較快，因此鋁合金層產生塑性變形較小所致。當顆粒含量為 15wt% 時，試片破裂面的界面間高低差開始變得不明顯，這是由於碳化矽顆粒減少後，裂縫成長至界面時遇到較少的顆粒而使其穿透性較佳，破裂面亦較平坦。而 E3 之鋁合金層仍俱較大破斷面型態。隨著顆粒含量的減少，試片破裂面的界面間的高低差更小了，顯示其裂縫在穿透界面時受到的阻礙更少，而當顆粒的含量為 5wt% 時，破裂面呈現較平坦的狀態，且 E3 與 E4 之鋁合金層的破斷面型態差異較小，這是由於複合材料層的顆粒變少後，裂縫的成長速度較慢所致。

E5 與 E6 試片的破裂面，E5 鋁合金的脆性破斷面型態較大，此係因複合材料在試片下時裂縫成長至鋁合金層的速度較快所致，且試片破裂面之高低差大，這是由於顆粒阻礙了裂縫的成長所致。而隨著碳化矽顆粒含量的減少，破裂面的高低差漸漸變小而兩試片鋁合金層破斷面型態的大小亦漸漸相似。對 E4 與 E6 的破裂面而言破斷面型態差別並不明顯，由於 E6 試片的弧形界面在試片受拉伸區域的分佈較少而使分散應力之效應減小，因此裂縫成長至界面時速度較相近所致。由於顆粒減低了裂縫的穿晶，故破裂面俱較大之高低落差。隨著碳化矽顆粒含量的減少，界面的分散應力效應減小且對裂縫的阻力亦變小，因此二著的差別漸漸變得不明顯。E3 與 E5 的破斷面型態，E5 的鋁合金脆性破斷面區域較 E3 稍大，這是由於 E5 在受拉伸應力的複合材料層較 E4 少，故吸收能量亦少，而使裂縫成長時須釋放較多的能量，裂縫速度因而加快。而當碳化

矽顆粒含量漸少時，兩種材料間的機械性質差異變小，故破斷面型態的差異也變得不明顯。

由圖 9 (d) ~ (f) 中可看出：(1) E8 試片的脆性破斷面程度較 E6 及 E7 大，這是由於 E8 有較多的複合材料層，因此在破裂時裂縫成長較快，材料較無足夠的時間產生塑性變形，而 E7 由於複合材料層較少，故裂縫成長有較多時間產生塑性變形使脆性破斷面較小；(2) 在鋁合金層與複合材料層之間有一轉換區域存在如圖 9 (f)，此區域之脆性破斷面程度介於兩種材料破斷面型態之間，這是由於弧形界面有分散拉伸應力的作用，使得這個區域有在破裂過程中有較長的時間產生塑性變形，故其脆性破斷面較小。其中 E8 的界面接近試片底部的受拉伸力區，因此其分散拉伸應力的效果最明顯，故有最大的轉換區域，而 E6 由於分散拉伸應力的效應較小，故無轉換區域如圖 9 (d)；(3) 界面間破斷面型態因有碳化矽顆粒阻礙裂縫穿透所造成有較大高低差的問題。

隨著顆粒含量的減少，界面分散拉伸應力的效應漸漸變小，故轉換區域亦變小。此時 E8 試片的鋁合金仍俱有較 E6 及 E7 試片大之脆性破斷面。且由於顆粒的減少，裂縫的穿透力較佳，破裂面亦較平坦。

當碳化矽顆粒含量為 10wt% 時，已觀察不到轉換區的存在，因此可知轉換區域需在界面分散較大拉伸應力時才會存在。而當碳化矽含量更少時如 5wt% 之三組試片的脆性破斷面差異愈小，這是因為顆粒含量少時，複合材料與鋁合金的機械性質差異亦小，因此三組試片的破斷面型態亦愈相近。且此時破斷面型態的高低差已不明顯。

4. 結論

本研究已利用先前技術製得 A359Al/5wt%，10wt%，15wt% 及 20wt% 碳化矽顆粒複合材料，並將這四種複合材料以鑄造熔接方法製得界面呈連續延伸，碳化矽顆粒在界面有擴散發生但無孔洞產生，俱直線界面及三種俱弧形界面的雙層金屬基複合材料之彎曲試片，於室溫下以 1mm/min 之夾頭壓縮速率進行彎曲試驗，並探討界面的形狀及弧形界面的曲率對試片彎曲性質的影響，其結論如下：

1. 雙層複合材料設計，複合材料層係在受力點，鋁合金層在支點可以得到較佳的彎曲性質，且隨著複合材料的碳化矽顆粒含量增加，彎曲試片所能承受之最大荷重亦漸增。
2. 俱弧形界面之雙層複合材料其最大破壞荷重較俱直線界面大。
3. 隨弧形界面曲率的增加，雙層複合材料彎曲試片所能承受之最大荷重也隨之增加。
4. 當彎曲試片的弧形界面有較大部分在中性面下方的受拉力區時，試片所能承受的最大撓度會有明顯增加的趨勢，而當界面較少部分在試片受拉力區或在受壓力區時，其最大撓度的變化不明顯。另外，最大撓度隨弧形界面曲率增加而上升。
5. 彎曲破壞歷程較大弧形界面曲率之雙層複合材料，可分散鋁合金層的拉伸應力，避免了應力集中於裂縫尖端的問題而延長了裂縫亞臨界擴展的時間，使得失穩擴展延遲發生。
6. 有限元素法分析彎曲試片的塑性分析顯示，較大弧形界面曲率之雙層複合材料可分散最多鋁合金層的拉伸應力，且隨著碳化矽含量的增加，界面的剪應力對鋁合金層的影響亦漸增。
7. 彎曲破裂面觀察隨弧形界面曲率的增加，界面分散拉伸應力的效應愈強。當界面分散拉伸應力愈大時，經由破裂面觀察，發現破斷面之界面俱有一轉換區域。

致謝

本研究得以順利完成，感謝行政院國家科學委員會之經費支持及淡江大學蔡信武先生在 SEM 拍攝工作上的幫忙

參考文獻

1. K. T. Chiang, D. H. Lon, P. K. Liaw, and E. S. Diza, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 26A, p.3249-3255 (1995) .
2. H. Lu. and T. J. Lardner, International Journal of Solids and Structures, Vol. 29, No.6, p.669-688 (1992) .
3. L. J. Gray, H. Glaucio, International Journal for Numerical Methods in Engineering, Vol 40, No.16, p.3085-3101 (1997) .
4. C. G. Levi, G. J. Abbaschian and R. Mehrabian, Metallurgical Transactions A, Vol.9, No.5, p.697-711 (1978) .
5. C.J. Chu, Zheng, Haixing; C.J. Yang, M. Damron, Proceedings of the 1997 International Congress and Exposition, Vol.1251, p.73-80 (1997) .
6. Geoff Eckold, "Design and Manufacture of Composite Structures", McGraw-Hill, 1sted. , p.164 (1994) .
7. J. Bhattacharya, B. N. Ghose, S. K. Banerjee, Transactions of the Indian Institute of Metals Int Conf on Deform -All Aspects, Vol.37, No.5, p.552-559 (1983) .
8. R. Hardwick, Metals and Materials, Vol.3, No.10, p.586-589 (1987) .
9. S. H. Carpenter, M. A. Meyers and L. E. Murr, Plenum Publishing Co., N.Y., 1st ed. , p.914 (1982) .
10. M. Howard, Hybrid Circuit Technol, Vol.7, No.9, p.67-69 (1990) .
11. J. Kolbe, Minerals, Metals & Materials Soc. (TMS) Warrendale PA USA, Vol.50, No.8, p.29-31 (1998) .
12. Sugita, Tadaaki; Aburaya, Kimio; Ueda, Kanji, Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy, Vol.32, No. 3, p.85-89 (1985) .
13. P. G. Partridge, D. Smith, and Y. Q. Zuo, Materials Science and Technology, Vol.12, p.923-927 (1996) .
14. A. K. Ghosh, Fundamentals of Metal Matrix Composites, ed. S. Suresh, A. Mortensen and A. Needleman, p.119 (1993) .
15. P. G. Partridge and C. M. Ward-Close, International Materials Reviews, p.1 (1993) .
16. M. Flower Harver, "High Performance Materials in Aerospace", Chapman & Hall, 1sted. , p.298 (1995) .

17. Y. Mitani, R. Vargas, M. Zavala, Thin Solid Film, Vol.111, No.1, Jan (1984) .
18. D.E.Spindler,Welding Journal,Vol.73.No.3.P.27-42(1994).
19. S. S. Volkov, Kholopov, V. Yu, Russian Ultrasonics, Vol.28, No.4, p. 145-155 (1998) .
20. M. Benabdi, A. A. Roche, Adhesion Sci. Technol., Vol. 11, No. 3, p.373-391 (1997) .
21. Gere. Timoshenko, " Mechanics of Materials", 3rd ed., (1984) .
22. K. T. Chiang, D. H. Loh, P. K. Liaw and E. S. Diaz, Materials Science and Engineering, Vol.26A, p.3249-3255 (1995) .
23. Z. Z. Du and R. M. McMeeking, Journal of Computer Aided Materials Design, (1993) .
24. C. B. Lin, U.S.A. Invent Patent, No: 5401338, Mar (1993) .

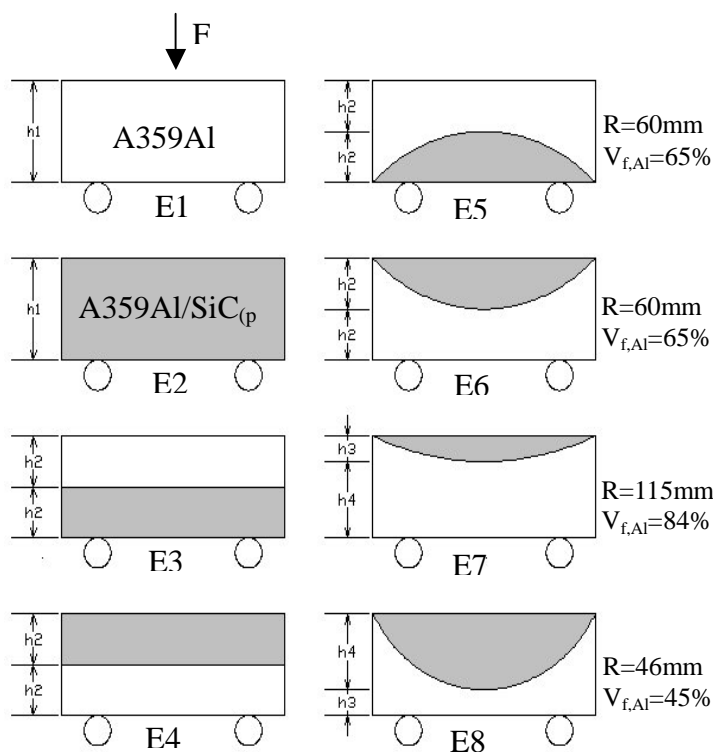


圖 1. 八組彎曲試驗示意圖

h1=30mm
h2=15mm
h3=7mm
h4=23mm

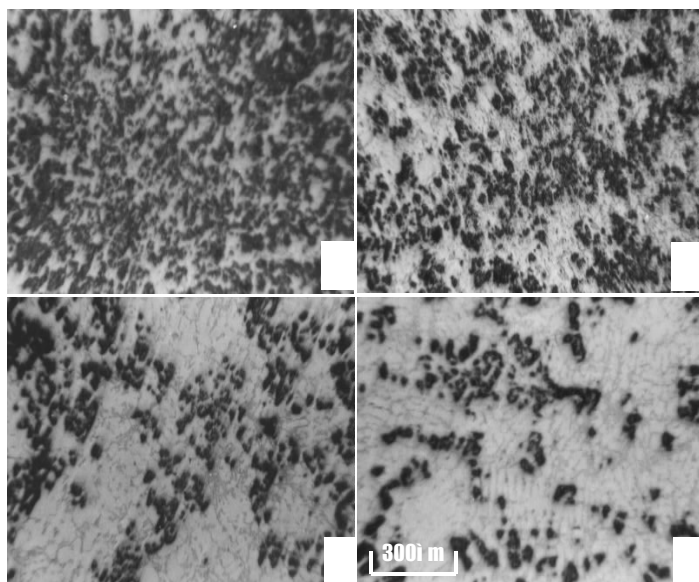


圖 2. A359 鋁基複合材料之顯微結構，碳化矽顆粒含量：

(a) 20wt% ; (b) 15wt% ; (c) 10wt% ; (d) 5wt%

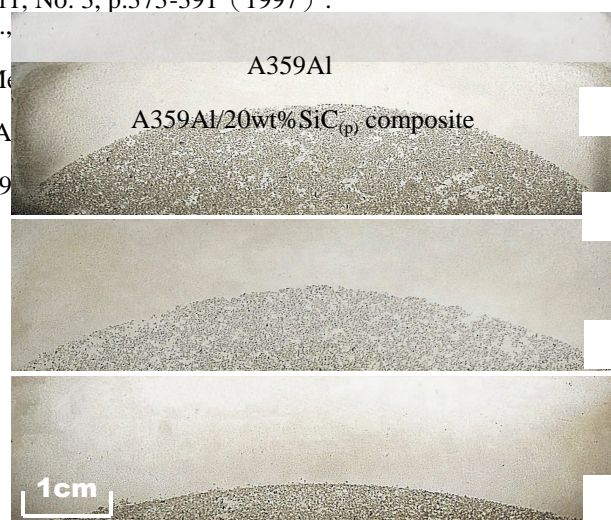


圖 3. 20wt% 四種界面的彎曲試片拋光面 OM 顯微結構

直線界面；(b) R=46mm ; (c) R=60mm ; (d) R=115mm

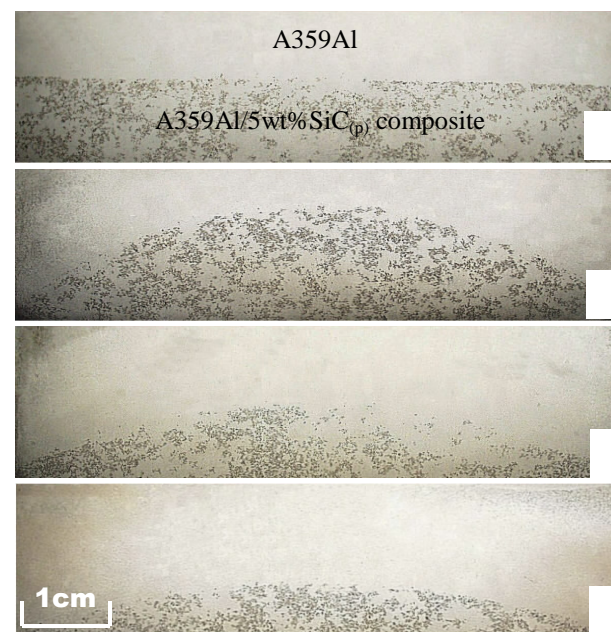


圖 4. 5wt% 四種界面的彎曲試片拋光面 OM 顯微結構：

直線界面；(b) R=46mm ; (c) R=60mm ; (d) R=115mm

表 1 不同材料系統之最大破壞荷重

Material system	Maximum failure load (kgf)				
	0%	5%	10%	15%	20%
E1	1972	-	-	-	-
E2	-	1428	1783	2514	1976
E3	-	2006	1679	2196	2675
E4	-	1874	2105	2351	3223
E5	-	1813	1606	2474	2690
E6	-	2141	2147	2683	3351
E7	-	2006	2018	2201	2557

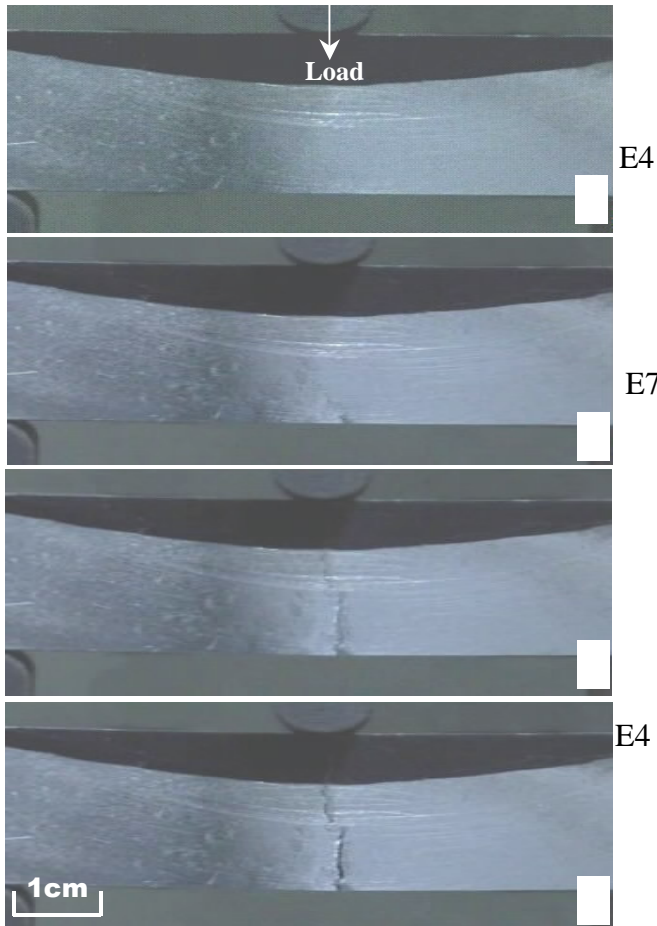


圖 5. E7 試片彎曲破壞歷程 (a) 56 sec; (b) 58 sec; (c) 59 sec; (d) 60 sec

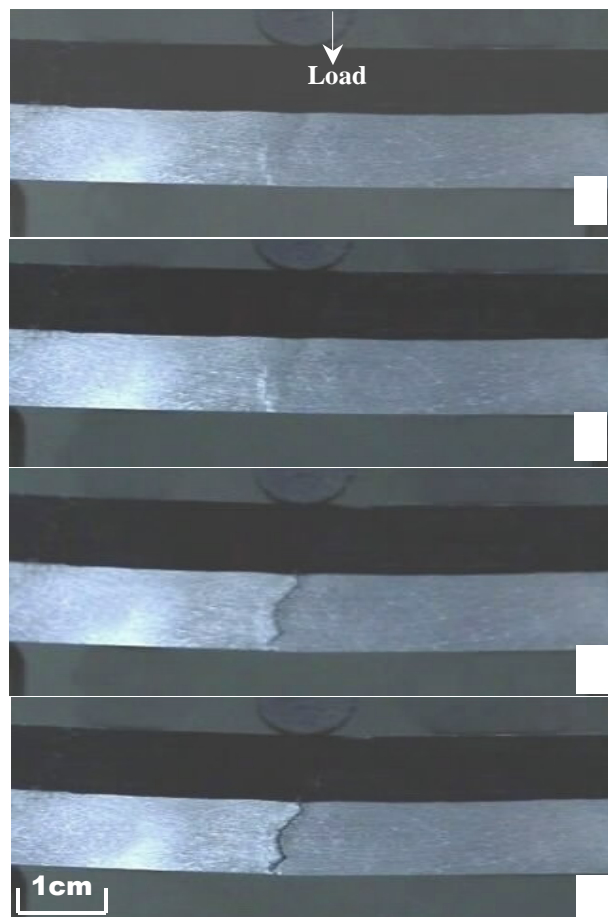


圖 6. E4 試片彎曲破壞歷程 (a) 58 sec; (b) 60 sec

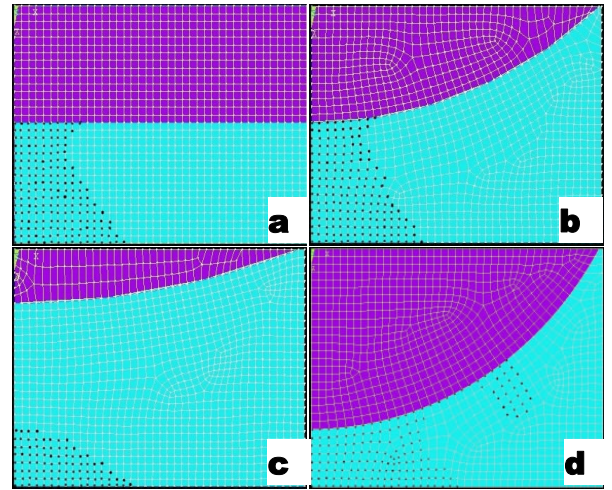


圖 7. A359 鋁/20wt% 碳化矽複合材料試片塑性區分佈圖 (a) E4; (b) E6; (c) E7; (d) E8

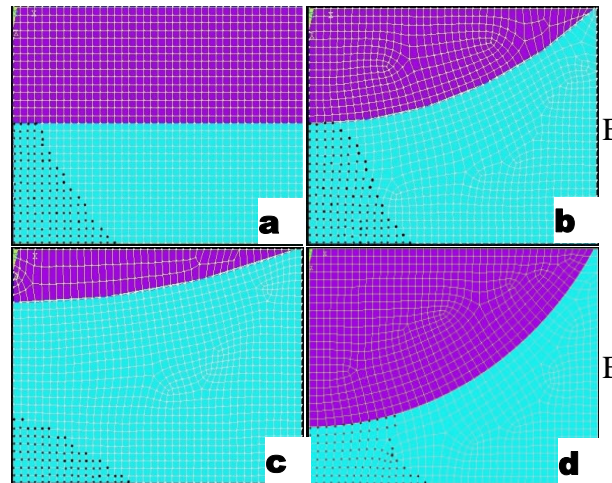


圖 8. A359 鋁/5wt% 碳化矽複合材料試片塑性區分佈圖 (a) E4; (b) E6; (c) E7; (d) E8

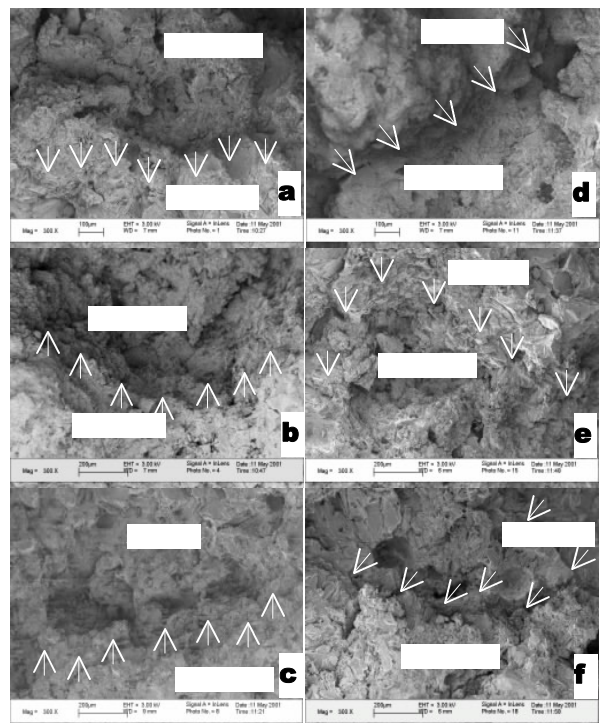


圖 9. A359 鋁合金/A359Al/20wt% SiC_p 之雙層複合材料破裂面 SEM 照片 (a) E3; (b) E4; (c) E5; (d) E6; (e) E7;